

层间冷却对激光增材制造 TC17 钛合金组织和拉伸性能的影响

刘炳森^{1,2}, 张述泉^{1,2}, 张纪奎^{1,2,3}, 王华明^{1,2}, 朱言言^{1,2,3*}

¹北京航空航天大学前沿科学技术创新研究院, 北京 100191;

²北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191;

³北京航空航天大学宁波创新研究院, 浙江 宁波 315800

摘要 定向能量沉积激光增材制造逐点逐层熔化堆积的工艺特点决定了工艺参数会对成形钛合金构件的显微组织和力学性能产生显著影响, 最终决定激光增材制造钛合金构件能否达到工程应用的性能要求。以先进航空发动机整体叶盘使用量较大的 TC17 近 β 型高强钛合金为研究对象, 制备了两种不同层间冷却时间下的激光增材制造 TC17 钛合金构件, 详细研究了层间冷却对成形构件晶粒形貌、显微组织和拉伸性能的影响, 探究了热处理对组织演变及拉伸性能的影响。结果表明: 随着层间冷却时间的增加, 激光增材制造 TC17 钛合金的显微组织由双态组织转变为超细 α 片层网篮组织, β 晶粒尺寸无显著变化, α 相含量增加而片层宽度下降。连续成形试样具有良好的综合力学性能, 其沿沉积增高方向的抗拉强度可达到 1128 MPa, 断后伸长率为 10.5%, 断口形貌为典型的韧性断裂; 层间冷却时间增加会导致沉积态试样强度提高、塑性下降, 断裂机制转变为解理脆性断裂。三重热处理可以改善层间冷却时间不同造成的组织和拉伸性能的差异, 但难以获得优异的综合力学性能。

关键词 激光技术; 激光增材制造; TC17; 层间冷却; 热处理; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号 TG146.2

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL202249.1402204

1 引言

TC17 钛合金是一种近 β 型亚稳钛合金, 名义成分为 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr, 具有强度高、淬透性高、断裂韧性好等优异的综合性能, 能够满足损伤容限设计的需要和高结构效益、高可靠性的需求, 因而被广泛应用于航空发动机风扇和压气机整体叶盘等关键构件中^[1-2]。随着发动机钛合金整体叶盘尺寸的增大和复杂程度的提高, 现有的整体锻造与机械加工结合的制造技术正面临严峻挑战。基于计算机三维软件和激光技术的定向能量沉积激光增材制造正逐渐成为制备航空航天高性能金属零件的关键技术之一, 该技术以粉末为原材料, 采用逐点逐层熔化堆积, 实现了三维复杂零件的近净成形, 突破了传统锻造技术对零件尺寸和结构复杂程度的限制, 为大型复杂整体钛合金构件的短周期、低成本、高性能制造提供了一条有效途径^[3-5]。经过近二十年的快速发展, 激光增材制造钛合金复杂整体构件在航空航天领域逐渐获得了工程应用。

早期激光增材制造钛合金组织和力学性能的相关

研究主要集中于 TC4、TC11 等双相钛合金, 由于成形过程中超高温梯度 and 超快冷却速率的冶金条件, 激光增材制造钛合金构件一般具有沿着沉积增高方向外延生长的粗大柱状晶和晶内超细片层组织, 综合性能表现出良好的强塑性匹配^[6-8]。激光增材制造核心成形工艺参数(激光功率、扫描速度、送粉速率、单层增高、搭接率、扫描策略等)对成形钛合金构件的组织和力学性能有决定性影响^[9-10]。Thijs 等^[11]研究了选区激光熔化技术中扫描速度和扫描策略对 TC4 显微组织的影响, 结果表明, 晶粒尺寸会随着扫描速度的降低而增大, 扫描策略则能够显著影响晶粒取向和组织组织。Wu 等^[12]研究发现, 随着激光功率的增大和扫描速度的降低, 激光沉积 TC4 钛合金中的柱状晶尺寸增大, α 片层粗化。Wang 等^[13]研究发现, 随着送粉速率的增大, 移动熔池的异质形核增加, 外延生长受到抑制, 激光增材制造 TC11 钛合金构件的凝固晶粒形貌从柱状晶组织转变成柱状晶/等轴晶混合组织再到近等轴晶组织。近年来近 β 型高强钛合金激光增材制造的相关研究受到国内外学者关注, 由于其较高的 β 稳定元素含量, 成形工艺和后续热处理工艺对激光增材

收稿日期: 2021-12-24; 修回日期: 2022-01-21; 录用日期: 2022-02-18

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VII-0006-0099)、北航双一流引导专项基金(030810)

通信作者: *zhuyy@buaa.edu.cn

制造近 β 型钛合金的组织 and 力学性能的影响更加复杂。Liu 等^[14-15] 研究发现, 激光增材制造 TC18 钛合金凝固组织由大柱状晶、小柱状晶和等轴晶构成, 晶内超细网篮组织和连续晶界 α 相的组织特征使其形成表现出高强低塑的特点; 为此研究者还提出了激光增材制造 TC18 专用的新型近 β 和 β 相区热处理工艺以获得晶界 α 相断续和良好的强塑性匹配性能。Zhang 等^[16] 研究了送粉速率对激光立体成形 TC17 钛合金显微组织的影响, 结果表明, 送粉速率可以改变熔池形貌, 同时也能在一定程度上促进柱状晶向等轴晶转变 (CET)。Zhang 等^[17] 研究发现, 电弧增材制造 TC17 钛合金的凝固组织为外延生长的粗大柱状晶, 通过固溶时效处理可以对显微组织进行调控, 初生 α 相的体积分数主要受固溶温度的影响, 而次生 α 相的片层宽度会随着时效温度的增加而显著提升。

事实上, 以整体叶盘为代表的大型整体钛合金构件的激光增材制造成形过程会面临构件不同位置经历的层间冷却不同的问题, 导致增材制造过程中温度场分布和热循环过程不同, 从而影响成形态构件的组织性能特征和后续热处理演变规律^[18-20]。目前国内外报道中关于层间冷却这一关键工艺参数对激光增材制造近 β 型高强钛合金显微组织和力学性能的影响规律尚不清楚。因此, 本文对比研究了两种不同层间冷却下

的激光增材制造 TC17 钛合金的显微组织和室温拉伸性能特征, 并分析了其在后续相同热处理过程中的组织性能变化, 阐明层间冷却对激光增材制造 TC17 钛合金组织性能的影响规律, 为大型钛合金整体叶盘的激光增材制造技术提供了理论参考。

2 实验材料与方法

本文采用真空等离子旋转电极雾化 TC17 粉末为原材料, 使用本课题组自主研发的 LMD-V 型同轴送粉激光成形系统。成形过程如图 1(a) 所示, 采用氩气作为保护气氛, 以轧制的 TC17 板材作为基板, 成形选择本实验室目前较为成熟的高强钛合金制备工艺, 主要工艺参数如表 1 所示, 制备图 1(b) 所示两组几何尺寸为 200 mm(Y) × 40 mm(X) × 200 mm(Z) 的厚板试样。两组试样成形完成之后立即进行 550 °C/4 h + 空冷 (AC) 去应力退火热处理, 分别命名为沉积态试样 A、B。在实际成形过程中, 层间冷却 0 min 的 A 试样相当于连续成形, 而层间冷却 3 min 的 B 试样在每一层沉积时, 前一层已冷却到较低温度 (非接触式红外探测仪器的测试结果在 200 °C 以下)。两组厚板试样的成形质量均较好, 其中层间冷却 0 min 的 A 试样相比层间冷却 3 min 的 B 试样表面粗糙度较好、表面粘粉现象较轻。

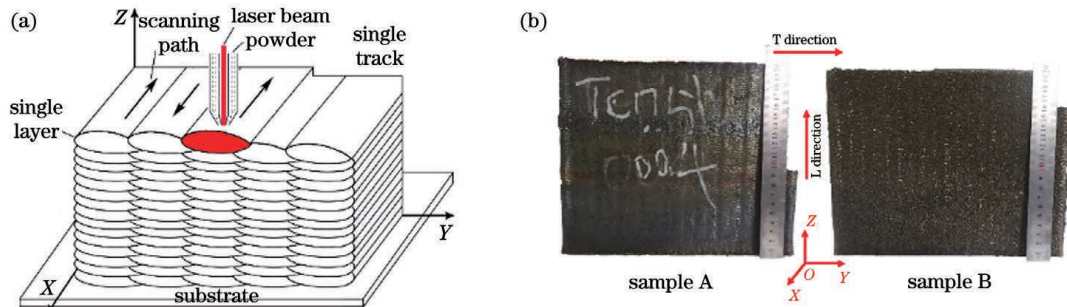


图 1 同轴送粉激光增材制造。(a) 工艺示意图; (b) 沉积态板材

Fig. 1 Coaxial powder feeding laser additive manufacturing. (a) Schematic of process; (b) as-deposited plates

表 1 激光增材制造的主要工艺参数

Table 1 Main process parameters of laser additive manufacturing

Sample	Laser power /kW	Scanning speed /(mm/min)	Spot diameter /mm	Powder feeding rate /(g/h)	Interlayer cooling time /min
A	6-8	800-1200	5-6	800-1200	0
B	6-8	800-1200	5-6	800-1200	3

对粉末和成形厚板进行化学成分测量, TC17 中各合金元素的含量如表 2 所示, 结果表明, 激光成形过

程稳定, 未对合金元素尤其是氧元素含量造成显著影响。

表 2 TC17 钛合金粉末和成形厚板化学成分测量结果 (质量分数, %)

Table 2 Measured chemical compositions of TC17 titanium alloy powder and forming plates (mass fraction, %)

Material	Al	Sn	Zr	Mo	Cr	Ti	Fe	H	O
Powder	5.01	2.16	2.00	4.14	4.20	Bal.	0.040	0.0062	0.096
Plate A	5.28	2.09	2.02	4.13	4.26	Bal.	0.066	0.0022	0.100
Plate B	5.15	2.16	2.02	4.20	4.24	Bal.	0.016	0.0030	0.100

从不同层间冷却下的激光增材制造 TC17 钛合金两组试样的 XOY 截面和 YOZ 截面分别取样进行组织观察,本实验中用于拍摄显微组织的所有试样经过砂纸打磨后进行机械抛光,使用 Kroll 溶液进行腐蚀。使用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析,使用 LEICA-DM4000 型光学显微镜(OM)和 JSM-6010 扫描电子显微镜(SEM)分析显微组织,并通过 ImageJ 软件测量 α 相体积分数与尺寸。从两组试样沉积态厚板中,取平行于沉积增高方向的 L 向和垂直于沉积增高方向的 T 向室温拉伸试样,为减少测试误差,每组拉伸实验测试 3 个平行试样取平均值。室温拉伸测试数据包括屈服强度(R)、抗拉强度(R_m)、断后伸长率(A)、断面收缩率(Z_1)以及工程应力-应变曲线。测试之后的断裂试样根据需要,观察断口或亚表面形貌特征。

通过金相法测定,两组激光增材制造 TC17 试样的相转变温度(T_β)均为(890 ± 5) $^\circ\text{C}$ 。已有研究报道^[21]表明,激光增材制造近 β 型高强钛合金在 T_β 以上温度短时保温(0.5 h)时,原始 β 晶粒形貌无明显变化,且在较慢冷却速率下(即炉冷,FC)优先析出连续晶界 α 相。本文为便于观察沉积态 β 晶粒形貌,从 A、B 试样组织稳定区切取边长为 12 mm 的正方体小块,均进行 910 $^\circ\text{C}/0.5$ h, FC 至 800 $^\circ\text{C}$, 淬火(WQ)的热处理,目的是在获得连续晶界 α 相的同时尽量减少晶内 α 相的析出,从而使得金相下原始 β 晶粒形貌更清楚。对两组激光增材制造 TC17 取样均进行了 TC17 锻件的推荐热处理工艺处理(840 $^\circ\text{C}/1$ h, AC + 800 $^\circ\text{C}/4$ h, WQ + 630 $^\circ\text{C}/8$ h, AC),下文称三重热处理(Triplex heat treatment, THT),所有热处理实验均在 SXW-4-13 箱式硅碳棒炉内进行,对热处理之后的两组样品进行了与沉积态样品相同的显微组织和室温拉伸性能测试。

3 结果与分析

3.1 宏观组织

两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金沉积态宏观晶粒形貌如图 2 所示。两种试样的金相制备和腐蚀条件完全相同,但衬度存在明显差异。在两种试样 YOZ 面最后几个沉积层中均可观察到明显的明暗分界。已有研究一般定义增材制造中最后若干沉积层为非稳态区(因其组织在后续热处理中还可继续发生演化),而其余组织较为稳定的部分称为稳态区。研究表明,非稳态区的存在是因为沉积过程中最后几层经历了不完整的加热过程,不同钛合金的非稳态区层数及宽度也不尽相同^[22-23]。试样 A 的非稳态区宽度为 7 mm,而试样 B 的非稳态区宽度为 4 mm,层间冷却可以使已沉积层温度降至相变点温度以下,后续沉积层热输入引起的温度增加幅度较低,加之试样 B 稳态区的 α 相尺寸较为细小,无需较长的热循环

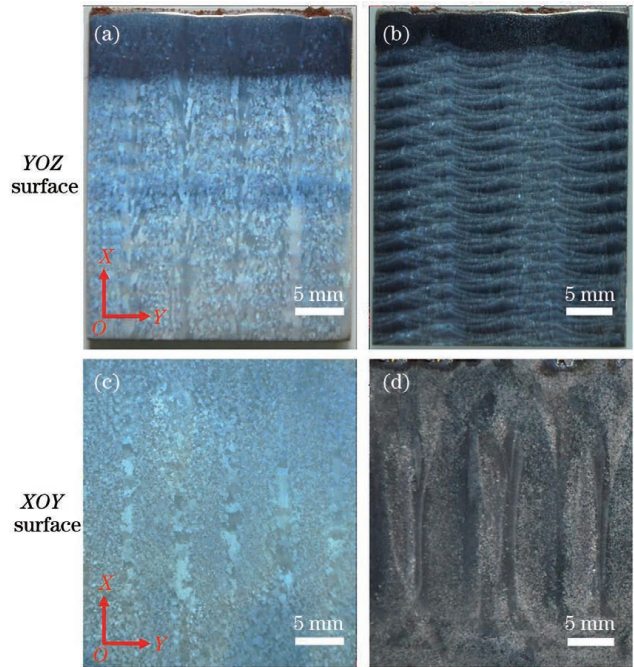


图 2 不同层间冷却的激光增材制造 TC17 宏观组织。

(a)(c)试样 A;(b)(d)试样 B

Fig. 2 Macroscopic structures of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing with different interlayer cooling. (a)(c) Sample A; (b)(d) sample B

过程便可长大形成,因而可以获得更窄的非稳态区。在试样 A 中观察到 β 晶粒呈现柱状晶-等轴晶交替形貌,而在试样 B 中仅可观察到明显的热影响条带形貌,分析认为层间冷却显著影响已沉积层各位置的热历史,导致条带处上下的 α 相尺寸与形貌不同,宏观表现为热影响条带,而试样 A 的热输入稳定, α 相能够充分生长,尺寸差异不大,宏观上不表现出明显的热影响条带。

单相区保温后炉冷至两相区这一特殊热处理能够使得原始 β 晶粒更加清晰,两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金原始 β 晶粒形貌金相如图 3 所示。沿沉积增高方向,试样 A 呈现柱状晶区-等轴晶区交替排列的形貌,试样 B 的晶粒也呈现出周期性排列的形貌,但熔池中间区域为一排拉长的小柱状晶与一排细小等轴晶间隔组合的“竹节状”晶粒形貌。随着层间冷却时间从 0 min 到 3 min,柱状晶区的择优取向更加明显,平均晶粒尺寸略有降低但差异不大。分析认为,随着层间冷却时间的增加,已沉积层的温度较低,使得移动熔池的液固界面前沿温度梯度和凝固速度显著提高,导致熔池内形成柱状晶的倾向性增加^[13,24-25],熔池搭接处沿最大热流方向的柱状晶占据主导地位,可以吞并周围尺寸较小的晶粒,快速生长成贯穿多层的粗大柱状晶,中间区域则是熔池底部外延生长的小柱状晶和熔池顶部未被完全重熔的小等轴晶交替出现的混合晶粒形貌,柱状晶比例的提升也使得晶粒尺寸略有下降。

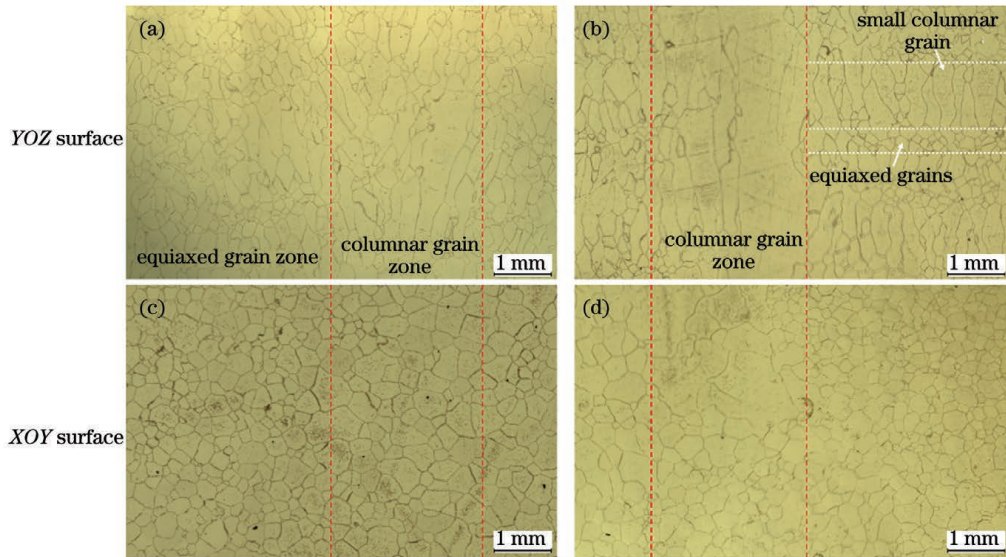


图 3 β 晶粒形貌。(a)(c) 试样 A; (b)(d) 试样 B

Fig. 3 Morphologies of β grain. (a)(c) Sample A; (b)(d) sample B

3.2 显微组织

两组沉积态试样稳态区的 X 射线衍射图如图 4 所示,可以看出,两组试样均由 α 和 β 两相构成, α 相析出较为充分,取向基本相同,仅在个别取向的峰强上存在差异。

两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金沉积态试样的显微组织如图 5 所示,试样 A 的显微组织为由片层 α 相与 β 基体构成的双态组织,经统计, α 相体积分数为 $(34.6 \pm 1.2)\%$,片层宽度为 $(0.61 \pm 0.13) \mu\text{m}$,长径比约为 7.71,晶内 α 相取向不尽相同。试样 B 的显微组织为 $\alpha + \beta$ 超细片层网篮组织,体积分数为 $(69.7 \pm 2.1)\%$,长度为 $0.4 \sim 1.9 \mu\text{m}$,宽度为 $(0.086 \pm 0.03) \mu\text{m}$,这种组织与已有研究^[26]中

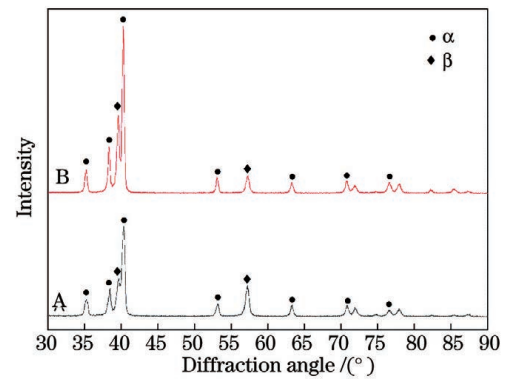


图 4 沉积态 TC17 钛合金的 X 射线衍射图

Fig. 4 X-ray diffraction patterns of as-deposited TC17 titanium alloy

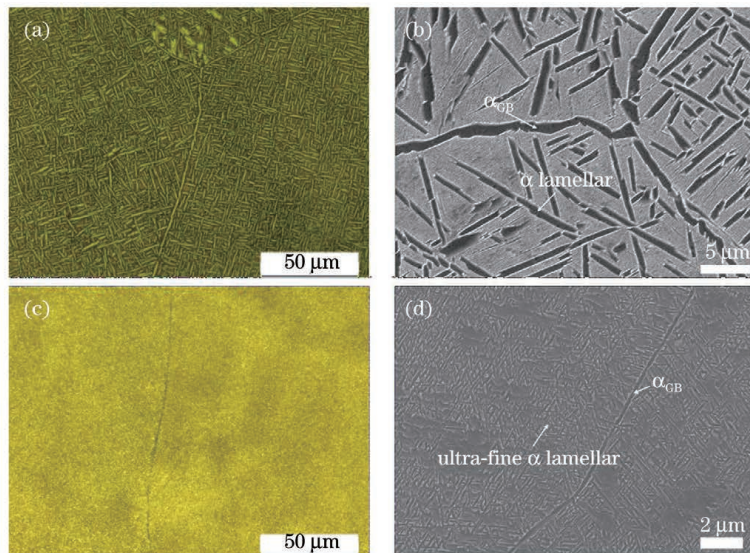


图 5 不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金显微组织。试样 A 的等轴晶区(a)OM 和(b)SEM 图;试样 B 的等轴晶区(c)OM 和(d)SEM 图

Fig. 5 Microstructures of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing with different interlayer cooling. (a)(c) OM and SEM images of equiaxed grain region in sample A; (b)(d) OM and SEM images of equiaxed grain region in sample B

采用较低的激光功率(2 kW)和扫描速度(4~10 mm/s)等参数成形出的 TC17 显微组织较为相似。试样 B 相比于试样 A, 片层 α 相的体积分数提升了约一倍, 但片层宽度下降了一个数量级。分析认为, 造成显微组织变化的原因是层间冷却导致基体和已沉积层温度降低, 熔池凝固冷却过程中大量 α 相得以形核, 其体积分数显著增加, 这也大大增加了试样 B 中的 α/β 相界面数量, 但后续沉积过程中熔池朝向基板的温度梯度增大, 熔池顶部凝固速度增加, 凝固形成的 β 相向 α 相转变的驱动力减小, 再加上 TC17 较高的 β 稳定元素含量, 这些不利于已形核 α 相的长大, 再加上后续多道沉积层产生的热循环作用减弱, 所以形成了超细片层针状 α 相形貌。此外, 两种试样均存在连续的晶界 α 相 (α_{GB})。

两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金经三重热处理后的显微组织如图 6 所示, 均为初生 α

相(α_p)、弥散分布的次生 α 相(α_s)及残余 β 相组成的双态组织。本文通过对不同尺度 α 相的含量及尺寸进行定量表征, 具体分析热处理工艺对显微组织的影响规律, 各项数据如表 3 所示。经三重热处理后, 试样 A 中得益于 α_p 的粗化和 α_s 的析出, 两种尺度 α 相的总体积分数相比沉积态提升了 28.8%, 此外 α_p 的宽度增加但长径比下降, 出现了较多等轴化的 α_p ; 试样 B 的 α 相体积分数相比沉积态略有降低, 凝固时形成的较为稳定的极细 α 相在双相区温度下显著长大, 同时长径比略有下降, 时效过程中析出的 α_s 则表现出与沉积态组织中极细 α 相相同的尺寸和形貌特征。热处理对显微组织的另一个主要影响为 α_{GB} , 除 α_{GB} 的连续性显著增加外, 晶界也发生了不同程度的粗化, 其中试样 A 的 α_{GB} 的宽度增加到 1.85 μm , 与沉积态相比提升了 112%, 显著高于晶内 α 相的粗化速率, 而试样 B 的 α_{GB} 宽度相比于沉积态提升了一个数量级, 达到了 1.95 μm 。

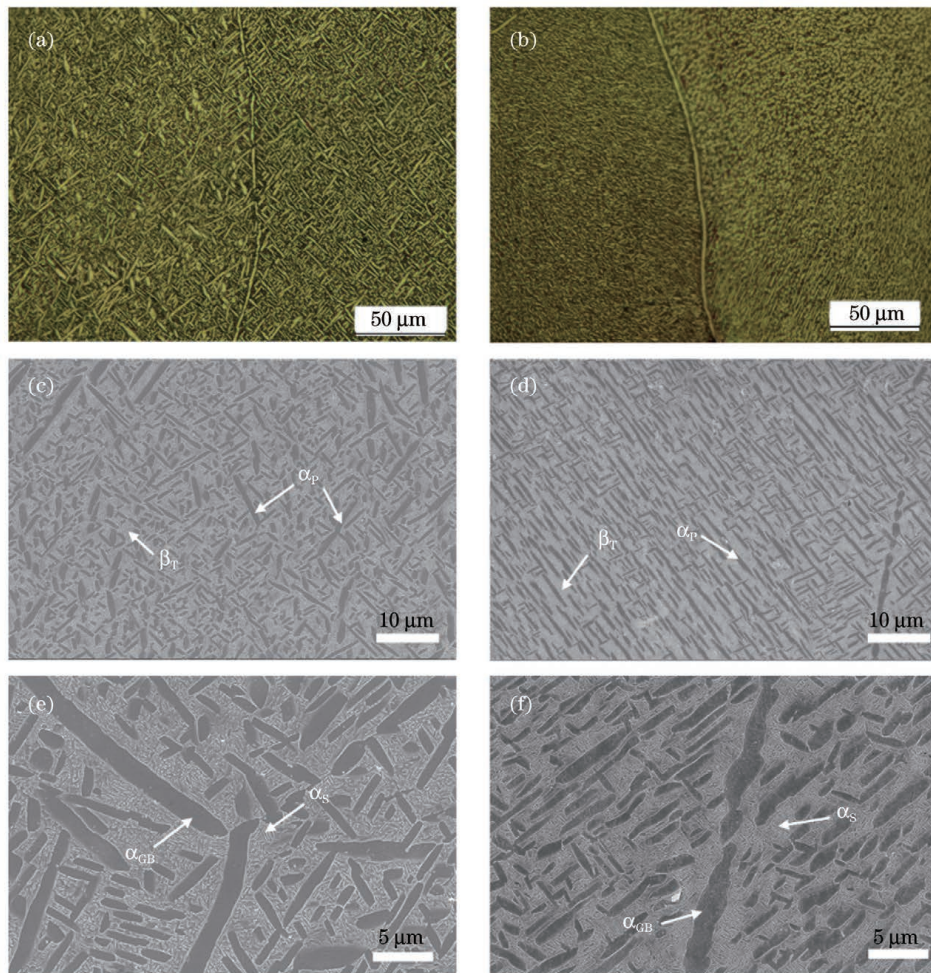


图 6 三重热处理后的 TC17 钛合金显微组织。(a) 试样 A 的等轴晶区 OM 图; (b) 试样 B 的等轴晶区 OM 图; (c) 试样 A 的等轴晶区 SEM 图; (d) 试样 B 的等轴晶区 SEM 图; (e) 试样 A 的等轴晶区晶界 SEM 图; (f) 试样 B 的等轴晶区晶界 SEM 图

Fig. 6 Microstructures of TC17 titanium alloy after triplex heat treatment. (a) OM image of equiaxed grain region in sample A; (b) OM image of equiaxed grain region in sample B; (c) SEM image of equiaxed grain region in sample A; (d) SEM image of equiaxed grain region in sample B; (e) SEM image of grain boundary in equiaxed grain zone of sample A; (f) SEM image of grain boundary in equiaxed grain zone of sample B

表 3 激光增材制造 TC17 钛合金不同尺度 α 相的含量与尺寸Table 3 Contents and sizes of different scale α phases in laser additive manufacturing of TC17 titanium alloy

Sample	Treatment	Volume fraction of α_p / %	Volume fraction of α_s / %	Width of α_p / μm	Aspect ratio of α_p	Width of α_{GB} / μm
A	As-deposited	34.6 ± 1.2	—	0.61 ± 0.13	7.71	0.87
	THT	49.8 ± 0.6	13.6 ± 0.6	1.01 ± 0.19	4.86	1.85
B	As-deposited	69.7 ± 2.1	—	0.086 ± 0.03	~10	0.105
	THT	50.6 ± 1.6	12.9 ± 1.6	0.84 ± 0.17	6.12	1.95

综合对比可知,对于不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金试样沉积态,由于增材制造过程中循环热影响历史不同,形成了差异较大的显微组织,经过相同的三重退火热处理后,两组试样形成了非常相似的双态组织,且在 α_p 体积分数、 α_s 体积分数、 α_p 片层宽度和长径比、 α_{GB} 宽度等显微组织参数上均较为接近。由此可见,合适的后续热处理工艺可以使得不同层间冷却的沉积态显微组织均匀化,从而改善成形工艺不同带来的显著差异,这对于大型复杂构件的激光增材制造具有重要意义。

3.3 力学性能

两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金沉积态试样的室温拉伸性能如表 4 所示。试样 A

表 4 不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金沉积态试样的拉伸性能

Table 4 Tensile properties of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing with different interlayer cooling

Sample	Direction	UTS /MPa	YS /MPa	EL /%	RA /%
A	L	1128	1076	10.5	20.7
	T	1106	1054	5.8	18.3
B	L	1250	1213	2	3.7
	T	1309	1303	0.5	1

拉伸性能的区别源于显微组织的差异,本文中两组试样的晶粒尺寸差异不大,因而晶粒尺寸不是显著影响试样拉伸性能的主要因素。层间冷却带来组织上最显著的差异是 α 相的形貌与尺寸,而钛合金中 α 相影响力学性能的因素主要为 α/β 界面数量^[17, 27]。层间冷却时间的增加使得试样显微组织具备尺寸更细小、数量更多的 α 相,其包含的 α/β 界面数量也就越多, α/β 界面对位错运动起到阻碍作用,减小了有效滑移长度,导致强度明显提升,但同时弥散分布的极细晶内 α 相会导致晶内强度远高于晶界强度,变形协调能力降低,这也促使强度进一步提升。

对于 α 相为片层的双相钛合金,片层厚度对塑性尤其是断后伸长率的影响更为复杂。对于穿晶断裂模式,延伸率与 α 片层厚度呈现线性关系,随着 α 片层厚度的增加,延伸率下降,因而一般来说 α 片层更细的组织会拥有更高的伸长率,但是在到达峰值后会开始急剧下降,这主要是因为断裂模式从穿晶断裂转变为沿晶断裂,当晶内强度显著增加时,连续 α_{GB} 相易成为裂

在 L 向的抗拉强度(UTS)可达 1128 MPa,屈服强度(YS)为 1076 MPa,断后伸长率(EL)和断面收缩率(RA)分别为 10.5% 和 20.7%,横纵向的抗拉强度和屈服强度无明显各向异性,均相差约 20 MPa,但 T 向断后伸长率相比 L 向降低了 44.8%;试样 B 在 L 和 T 向均表现为高强低塑的力学特征, T 向的屈服强度超过 1300 MPa,但同时仅有小于 1% 的塑性延伸率,横纵向拉伸性能的各向异性也更加显著。当层间冷却时间由 0 增加到 3 min 时,以 L 向为例,沉积态的力学性能提升了 10.8%,但同时塑性下降明显(>80%),且层间冷却带来的沿沉积增高方向的更强组织导致沉积态的拉伸性能在横纵向上的各向异性显著增大。

纹扩展的低能量区域,这种混合断裂模式在存在连续粗大 α_{GB} 相的近 β 双相钛合金中均有发现,且在等轴晶区均表现为沿晶断裂^[6, 28-29]。因此对于经历层间冷却的试样 B,组织中出现的极细针状 α 片层和连续 α_{GB} 相应是塑性急剧下降的主要原因。

图 7(a)为试样 A 沉积态室温拉伸试样的断口纵剖面,可以观察到试样 A 在柱状晶区为穿晶断裂,而在等轴晶区为沿晶断裂,表现为混合断裂模式。从图 8 中可以看出,试样 A 的 L 与 T 向均为典型的杯锥状断口,存在明显的剪切唇区和中心纤维区,但 L 向相较于 T 向剪切唇区更大,高倍下观察到较深、较大的等轴韧窝, T 向的韧窝则相对浅而小。从图 7(b)中可以观察到,试样 B 在柱状晶区表现为穿晶断裂,而在等轴晶与小柱状晶组成的“竹节状”混合晶区,裂纹会沿着两种不同形貌晶粒的晶界扩展,因此断裂路径相比柱状晶区更为曲折。从图 9 中可以看出,试样 B 的断口无明显的剪切唇区,表现为脆断,在 L 向宏观断口处可见冰糖状晶粒形貌,在 T 向断口处则能够明显观察到试样

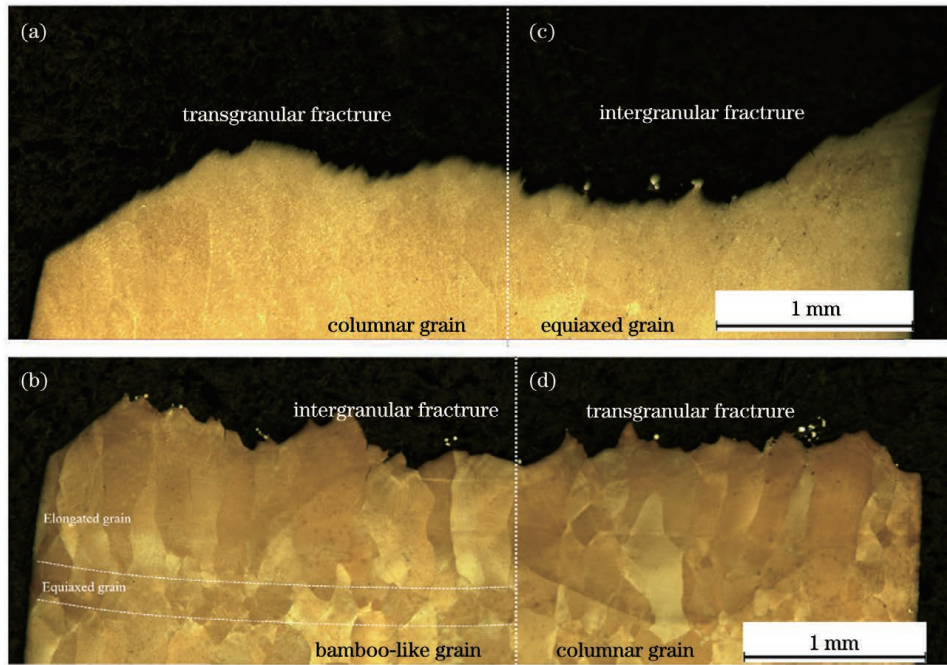


图 7 两种不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金试样的 L 向拉伸断口纵剖图。(a)(c) 试样 A; (b)(d) 试样 B
 Fig. 7 Longitudinal sections of L-direction tensile fracture of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing with two kinds of interlayer cooling. (a)(c) Sample A; (b)(d) sample B

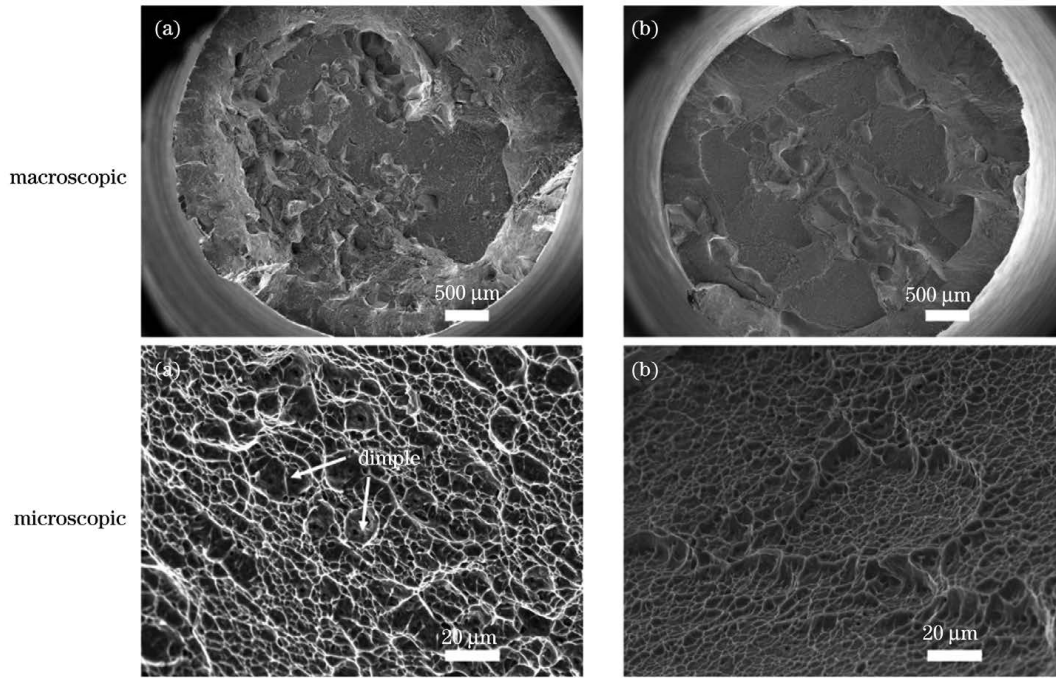


图 8 试样 A 沉积态的拉伸断口形貌。(a)(c) L 向; (b)(d) T 向
 Fig. 8 Tensile fracture morphologies of as-deposited sample A. (a)(c) L-direction; (b)(d) T-direction

“竹节状”混合晶粒形貌,高倍下都观察到横纵向断口为不同形状的解离台阶,为典型的解理断裂。

三重热处理后两组试样的室温拉伸性能如表 5 所示。在热处理后,试样 A 相较于沉积态强度小幅度提升,但同时牺牲了一定的塑性,从显微组织中来看,强度的提升主要源于 α_s 的弥散析出对位错的阻碍作用^[30],但与此同时, α_{GB} 的粗化程度远高于晶内 α 相的粗化程度,这也表明了热处理过程中 α 相的增加量在

一定程度上归因于粗大、连续 α_{GB} 相的形成,这一结果弱化了 α_s 对基体的增强作用,同时造成塑性的部分降低。对于经历层间冷却 3 min 的试样 B 来说,热处理后力学性能的变化规律呈现出与连续成形截然相反规律,其热处理态相对沉积态强度显著下降,但同时塑性得到显著提升,且塑性优于相同热处理后的连续成形试样,热处理带来的 α 相形貌变化应是拉伸性能发生变化的主要原因。

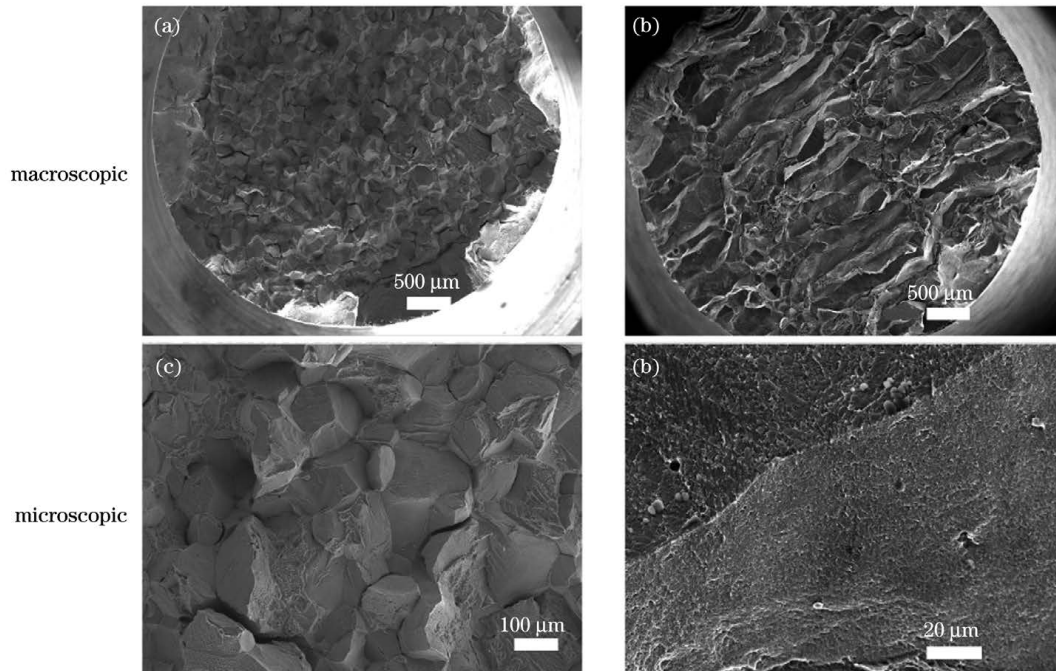


图 9 试样 B 沉积态的拉伸断口形貌。(a)(c) L 向;(b)(d) T 向

Fig.9 Tensile fracture morphologies of as-deposited sample B. (a)(c) L-direction; (b)(d) T-direction

表 5 三重热处理后激光增材制造 TC17 钛合金的拉伸性能

Table 5 Tensile properties of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing after triplex heat treatment

Sample	Direction	UTS /MPa	YS /MPa	EL /%	RA /%
A(THT)	L	1175	1136	6.7	9.0
	T	1160	1130	3.8	7.0
B(THT)	L	1089	1039	9.7	17.7
	T	1128	1105	5.0	9.0
Aviation-standard	Axial	≥ 1120	≥ 1030	≥ 5.0	≥ 10.0

经过适用于 TC17 锻件的三重热处理后,不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金试样的室温拉伸性能的巨大差异性得到明显改善,但都无法在强度和塑性上实现良好的匹配性,未能达到工程应用要求。因此开展适用于激光增材制造 TC17 钛合金的专用热处理工艺研究,探究热处理固态相变行为及其对显微组织和力学性能的影响规律,对于拓宽激光增材制造 TC17 钛合金的应用范围显得尤为重要。

4 结 论

采用激光增材制造技术制备了两种不同层间冷却工艺下的 TC17 钛合金,对沉积态进行三重热处理,研究了沉积态和热处理态的组织及拉伸性能,对激光增材制造 TC17 钛合金的工程化应用提供了理论参考。具体结论如下。

1) 不同层间冷却的激光增材制造 TC17 钛合金凝固组织均为周期排列的柱状晶/等轴晶混合组织,层间冷却使得熔池温度梯度增大,导致柱状晶生长更强,且等轴晶区会转变为竹节状晶粒形貌,两组试样的横

截面原始 β 晶粒尺寸相当。

2) 连续成形的激光增材制造 TC17 钛合金显微组织为 α 片层与 β 基体构成的双态组织,层间冷却工艺使得冷却速度增大,显微组织转变成由超细片层 α 相与 β 转变基体组成的网篮组织, α 相的体积分数增加,片层宽度显著降低。

3) 连续成形的激光增材制造 TC17 钛合金沉积态纵向拉伸的抗拉强度和伸长率分别为 1128 MPa 和 10.5%,断口形貌为典型的韧性断裂;层间冷却导致强度提升,塑性降低,各向异性增强,其断裂机制也转变为解理脆性断裂。

4) 不同层间冷却的激光增材制造 TC17 试样经三重热处理后形成了相近的双态组织,室温拉伸性能相似,由此可见合适的后续热处理工艺可以改善成形工艺不同带来的组织和性能差异。

参 考 文 献

- [1] 黄伯云,李成功,石力开,等.中国材料工程大典第4卷:有色金属材料工程[M].北京:化学工业出版社,2006,4:620-623.
Huang B Y, Li C G, Shi L K, et al. China materials engineering

- canon volume 4: non-ferrous materials engineering[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006, 4: 620-630.
- [2] Liu Q, Wang Y, Zheng H, et al. Wire feeding based laser additive manufacturing TC17 titanium alloy [J]. *Materials Technology*, 2016, 31(2): 108-114.
- [3] Abbott D H, Arcella F. Laser forming titanium components [J]. *Advanced Materials & Processes*, 1998, 153(5): 29-30.
- [4] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造 [J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500002.
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.
- [5] 王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战 (邀请论文) [J]. *中国激光*, 2009, 36(12): 3204-3209.
Wang H M, Zhang S Q, Wang X M. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (invited paper) [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2009, 36(12): 3204-3209.
- [6] Zhu Y Y, Liu D, Tian X J, et al. Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 445-453.
- [7] Mok S H, Bi G J, Folkes J, et al. Deposition of Ti-6Al-4V using a high power diode laser and wire. Part II: investigation on the mechanical properties [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2008, 202(19): 4613-4619.
- [8] 钦兰云, 吴佳宝, 王伟, 等. 激光增材制造 Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V 钛合金组织与疲劳性能研究 [J]. *中国激光*, 2020, 47(10): 1002008.
Qin L Y, Wu J B, Wang W, et al. Microstructures and fatigue properties of Ti-6Al-2Mo-2Sn-2Zr-2Cr-2V titanium alloy fabricated using laser deposition manufacturing [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(10): 1002008.
- [9] 候静宇, 李正阳, 蒋华臻, 等. 基于无量纲工艺图的激光熔化沉积制备 Ti6Al4V 工艺与性能研究 [J]. *中国激光*, 2022, 49(2): 0202013.
Hou J Y, Li Z Y, Jiang H Z, et al. Process and properties of Ti6Al4V manufactured using laser melting deposition with dimensionless processing diagram [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(2): 0202013.
- [10] 单奇博, 刘忱, 姚静, 等. 扫描策略对激光熔化沉积态 TC4 钛合金组织性能及残余应力的影响 [J]. *激光与光电子学进展*, 2021, 58(11): 1114002.
Shan Q B, Liu C, Yao J, et al. Effects of scanning strategy on the microstructure, properties, and residual stress of TC4 titanium alloy prepared by laser melting deposition [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2021, 58(11): 1114002.
- [11] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, et al. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(9): 3303-3312.
- [12] Wu X H, Liang J, Mei J F, et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V [J]. *Materials & Design*, 2004, 25(2): 137-144.
- [13] Wang T, Zhu Y Y, Zhang S Q, et al. Grain morphology evolution behavior of titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 632: 505-513.
- [14] Liu C M, Wang H M, Tian X J, et al. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 586: 323-329.
- [15] Liu C M, Wang H M, Tian X J, et al. Subtransus triplex heat treatment of laser melting deposited Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 590: 30-36.
- [16] Zhang S Y, Zhang Q, Zheng M, et al. Grain refinement and improved tensile properties of Ti5Al2Sn2Zr4Mo4Cr titanium alloy fabricated by laser solid forming [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 800: 140388.
- [17] Zhang G D, Xiong H P, Yu H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-feed electron beam additive manufactured Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr alloy with different subtransus heat treatments [J]. *Materials & Design*, 2020, 195: 109063.
- [18] DebRoy T, Mukherjee T, Milewski J O, et al. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions [J]. *Nature Materials*, 2019, 18(10): 1026-1032.
- [19] 张天雷, 徐刚, 沈艳涛, 等. 基于 MIG 的电弧增材制造不同层间停留时间温度场仿真模拟 [J]. *轻工机械*, 2020, 38(3): 37-42.
Zhang T L, Xu G, Shen Y T, et al. Numerical simulation of thermal behavior of different interlayer idle time for MIG-based additive manufacturing [J]. *Light Industry Machinery*, 2020, 38(3): 37-42.
- [20] Tang Y J, Zhang Y Z, Liu Y T. Numerical and experimental investigation of laser additive manufactured Ti₂AlNb-based alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 727: 196-204.
- [21] Liu C M, Lu Y, Tian X J, et al. Influence of continuous grain boundary α on ductility of laser melting deposited titanium alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 661: 145-151.
- [22] Kelly S M, Kampe S L. Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: part I. Microstructural characterization [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(6): 1861-1867.
- [23] Deng H, Chen L Q, Qiu W B, et al. Microstructure and mechanical properties of as-deposited and heat treated Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr (Ti-55531) alloy fabricated by laser melting deposition [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 810: 151792.
- [24] 林鑫, 李延民, 王猛, 等. 合金凝固列状晶/等轴晶转变 [J]. *中国科学 (E 辑)*, 2003, 33(7): 577-588.
Lin X, Li Y M, Wang M, et al. Columnar to equiaxed transition in alloy solidification [J]. *Science in China (Series E)*, 2003, 33(7): 577-588.
- [25] Bontha S, Klingbeil N W, Kobryn P A, et al. Thermal process maps for predicting solidification microstructure in laser fabrication of thin-wall structures [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2006, 178(1/2/3): 135-142.
- [26] 王俊伟, 陈静, 刘彦红, 等. 激光立体成形 TC17 钛合金组织研究 [J]. *中国激光*, 2010, 37(3): 847-851.
Wang J W, Chen J, Liu Y H, et al. Research on microstructure of TC17 titanium alloy fabricated by laser solid forming [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2010, 37(3): 847-851.
- [27] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W, et al. Effect of microstructure on tensile properties of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 693: 582-591.
- [28] Lütjering G, Williams J C. *Beta alloys* [M]. Heidelberg: Springer, 2003.
- [29] Zhu Y Y, Chen B, Tang H B, et al. Influence of heat treatments on microstructure and mechanical properties of laser additive manufacturing Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr titanium alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(1): 36-46.
- [30] Bermingham M J, Kent D, Pace B, et al. High strength heat-treatable β -titanium alloy for additive manufacturing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 791: 139646.

Effect of Interlayer Cooling on Structure and Tensile Properties of TC17 Titanium Alloy Fabricated by Laser Additive Manufacturing

Liu Bingsen^{1,2}, Zhang Shuquan^{1,2}, Zhang Jikui^{1,2,3}, Wang Huaming^{1,2}, Zhu Yanyan^{1,2,3*}

¹ *Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China;*

² *National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China;*

³ *Ningbo Institute of Technology, Beihang University, Ningbo 315800, Zhejiang, China*

Abstract

Objective The process characteristics of directed energy deposition melting point by point and stacking layer by layer determining the core process parameters of laser additive manufacturing, such as laser power, scanning velocity, powder feeding rate, layer thickness, overlap rate, and scanning strategy, have a decisive impact on the microstructures and mechanical properties of the titanium alloy components fabricated by laser additive manufacturing, which finally decide whether the components could meet the performance requirements of engineering applications. This work takes the near- β TC17 high strength titanium alloy widely used in advanced aero-engine blisk as the research object. In the process of laser additive manufacturing, different positions of components inevitably experience different interlayer cooling time, which results in the difference of the temperature field distribution and the thermal cycle history. All these complex factors affect the structures and property characteristics of as-deposited components, even the microstructural evolution undergoes the subsequent heat treatment. However, as a key process parameter of laser additive manufacturing, the effect of interlayer cooling on the microstructures and mechanical properties of near- β high strength titanium alloys fabricated by laser additive manufacturing is not clear. This paper is committed to investigate the difference of microstructures and tensile properties of as-deposited TC17 titanium alloys experiencing different interlayer cooling time, and explore the internal variable rules contributing to the massive applications of laser additive manufacturing of TC17 blisk.

Methods The LMD-V coaxial powder feeding laser forming system developed independently by our research group is used to melt the TC17 powder in which the surrounding argon inside is taken as the protective atmosphere and the rolled TC17 plate is used as the substrate. The relatively mature deposition process of high strength titanium alloys is selected to fabricate two thick plates with a geometric size of 200 mm(Y) \times 40 mm(X) \times 200 mm(Z), both of which are subjected to anneal and release stress. The as-deposited and heat-treated samples used to observe the microstructures and measure the tensile properties are obtained from the steady-state region of the plate. Three rods are first removed in parallel along the deposition increasing direction (L-direction) and the laser moving direction (T-direction) of the samples, respectively, and then they are processed into the standard room-temperature tensile samples. All the heat treatment tests are carried out in the same box furnace. The microstructures of the samples corroded by Kroll reagent after polishing are observed by optical microscope and scanning electron microscope, and the volume fraction and size of α phases are counted and measured by ImageJ software.

Results and Discussions Along the deposition increasing direction, sample A presents the morphology of alternating arrangement of the columnar grain region and the equiaxed grain region, and the grains of sample B also show the morphology of periodic arrangement, but the middle area of the molten pool is a “bamboo” grain morphology composed of a row of elongated small columnar grains and a row of fine equiaxed grains (Fig. 3). With the increase of interlayer cooling time from 0 min to 3 min, the preferred orientation of columnar grains is more obvious. The continuously formed sample A has a bimodal structure, while the interlayer cooled sample B has a basket structure containing ultra-fine α lamellar (Fig. 5). These results show that the interlayer cooling time has an appreciable effect on the microstructures of as-deposited alloys, and the size and content of the α phase are quite different. However, after the triple heat treatment, the two groups of samples show the bimodal structural characteristics (Fig. 6). The continuously formed sample A displays good comprehensive mechanical properties, including reliable tensile strength and excellent ductility (the ultimate tensile strength could reach up to 1128 MPa along the longitudinal direction of the sample and the elongation is 10.5%), which both meet or exceed the level of forgings undergoing a standard heat treatment (Table 4). The increase of interlayer cooling time leads to the mechanical characteristics performing high strength and low plasticity, and the fracture mechanism of as-deposited alloys changes from a typical ductile fracture to a cleavage brittle fracture (Figs. 8 and 9). After the triple heat treatment, the great differences of the room temperature tensile properties of two samples for different interlayer cooling time have been significantly improved, but it fails to achieve good matching in strength and

plasticity.

Conclusions The solidification structure of TC17 titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing under different interlayer cooling time is the mixture of periodically arranged columnar and equiaxed grains. The increase of interlayer cooling time raises the temperature gradient of a molten pool, resulting in stronger columnar grains growth, and the equiaxed grains change concurrently to bamboo grain morphologies. The original β grain sizes of the cross sections of the two samples are almost equal. The microstructures of continuously formed TC17 titanium alloys are bimodal. With the increase of interlayer cooling time, the microstructure changes to basket-weave. Besides that, the volume fraction of α phase increases and the lamellar width decreases significantly. The tensile strength and elongation of continuously formed as-deposited TC17 titanium alloys are 1128 MPa and 10.5%, respectively, and the fracture morphology shows a typical ductile fracture. The increase of interlayer cooling time leads to the increase of strength, the decrease of plasticity, and the enhancement of anisotropy, because its fracture mechanism also changes to a cleavage brittle fracture. Two groups of TC17 titanium alloys form similar bimodal microstructures and the room temperature tensile properties after the triple heat treatment. It can be seen that an appropriate subsequent heat treatment can improve the differences of microstructures and properties caused by different forming processes.

Key words laser technique; laser additive manufacturing; TC17; interlayer cooling; heat treatment; microstructure; tensile property